

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 63024013
PUBLICATION DATE : 01-02-88

APPLICATION DATE : 16-07-86
APPLICATION NUMBER : 61168586

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : KOIDE KENJI;

INT.CL. : C21D 8/02 C21D 9/46 // C22C 38/00 C22C 38/12 C22C 38/58

TITLE : PRODUCTION OF LOW YIELDING RATIO HIGH-TENSILE STEEL PLATE BY DIRECT HARDENING AND TEMPERING METHOD

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a steel plate suitable for welded structures having a low yielding ratio and high tensile strength by working a specifically composed steel in an unrecrystallized austenite region at a specific draft, then forcibly cooling thereof, then subjecting the worked steel to direct hardening and tempering treatments.

CONSTITUTION: The steel consisting of 0.05~0.2wt% C, 0.03~0.5% Si, 0.5~2.3% Mn, 0.01~0.1% Al, 0.1~0.5% Mo, 0.01~0.05% Nb, and the balance Fe and inevitable impurities is worked in the unrecrystallized austenite region at $\geq 30\%$ draft. The steel is then quickly cooled at $\geq 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ cooling rate and in succession thereof, the steel is quickly cooled by a direct hardening method and is subjected to the tempering treatment in a $300\sim 700^\circ\text{C}$ range. The low yielding ratio high tensile steel plate having 80~90% yielding ratio and $\geq 70\text{kgf}/\text{mm}^2$ tensile strength is obtd. by the above-mentioned method. ≥ 1 kinds among 0.3~1.5% Ni, 0.3~1.5% Cu and 0.3~1.5% Cr and further 0.01~0.05% Ti and 0.005~0.003% B are incorporated at need into such steel compsn.

COPYRIGHT: (C)1988,JPO&Japio

⑩ 日本国特許庁 (J P)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭63-24013

⑬ Int. Cl.

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和63年(1988)2月1日

C 21 D 8/02
9/46
// C 22 C 38/00
38/12
38/58

B-8015-4K
S-8015-4K
A-7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 4 (全7頁)

⑮ 発明の名称 直接焼入れ焼戻し法による低降伏比高張力鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭61-168586

⑰ 出 願 昭61(1986)7月16日

⑱ 発 明 者 橋 本 俊 一

兵庫県神戸市垂水区神慶台9-23-13

⑲ 発 明 者 小 出 寛 司

兵庫県神戸市西区伊川谷町有瀬1650-3

⑳ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

㉑ 代 理 人 弁理士 牧野 逸 郎

明 細 書

1. 発明の名称

直接焼入れ焼戻し法による低降伏比高張力鋼板

の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で

C 0.05~0.2%

Si 0.03~0.8%

Mn 0.5~2.5%

Al 0.01~0.1%

Mo 0.1~0.5%

Nb 0.01~0.05%

残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼を未再結晶オーステナイト域において圧下率30%以上に加工した後、10℃/秒以上の冷却速度にて冷却して、直接焼入れし、次いで、300℃から700℃の範囲で焼戻し処理を施すことを特徴とする降伏比80~90%、引張強さ70kgf/mm²以上の低降伏比高張力鋼板の製造方法。

(2) 重量%で

(a) C 0.05~0.2%

Si 0.03~0.8%

Mn 0.5~2.5%

Al 0.01~0.1%

Mo 0.1~0.5%及び

Nb 0.01~0.05%

を含有し、更に、

(b) Ni 0.3~1.5%

Cu 0.3~1.5%及び

Cr 0.3~1.5%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有し、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼を未再結晶オーステナイト域において圧下率30%以上に加工した後、10℃/秒以上の冷却速度にて冷却して、直接焼入れし、次いで、300℃から700℃の範囲で焼戻し処理を施すことを特徴とする降伏比80~90%、引張強さ70kgf/mm²以上の低降伏比高張力鋼板の製造方法。

(3) 重量%で

(a) C 0.05 ~ 0.2 %、
 Si 0.03 ~ 0.8 %、
 Mn 0.5 ~ 2.5 %、
 Al 0.01 ~ 0.1 %、
 Mo 0.1 ~ 0.5 %、及び
 Nb 0.01 ~ 0.05 %

を含有し、更に、

(b) Ti 0.01 ~ 0.05 %、及び
 B 0.0005 ~ 0.003 %

を含有し、

残留鉄及び不可避的不純物よりなる鋼を未再結晶オーステナイト域において圧下率30%以上に加工した後、10℃/秒以上の冷却速度にて冷却して、直接焼入れし、次いで、300℃から700℃の範囲で焼戻し処理を施すことを特徴とする降伏比80~90%、引張強さ70 kgf/mm²以上の低降伏比高張力鋼板の製造方法。

(4) 重量%で

(a) C 0.05 ~ 0.2 %、
 Si 0.03 ~ 0.8 %、

Mn 0.5 ~ 2.5 %、
 Al 0.01 ~ 0.1 %、
 Mo 0.1 ~ 0.5 %、及び
 Nb 0.01 ~ 0.05 %

を含有し、更に、

(b) Ni 0.3 ~ 1.5 %、
 Cu 0.3 ~ 1.5 %、及び
 Cr 0.3 ~ 1.5 %

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、

(c) Ti 0.01 ~ 0.05 %、及び
 B 0.0005 ~ 0.003 %

とを含有し、

残留鉄及び不可避的不純物よりなる鋼を未再結晶オーステナイト域において圧下率30%以上に加工した後、10℃/秒以上の冷却速度にて冷却して、直接焼入れし、次いで、300℃から700℃の範囲で焼戻し処理を施すことを特徴とする降伏比80~90%、引張強さ70 kgf/mm²以上の低降伏比高張力鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

産業上の利用分野

本発明は、直接焼入れ焼戻し法による低降伏比高張力鋼板の製造方法に関し、詳しくは、溶接構造物の隠れた安全性を高めると共に、構造物の軽量化を実現させることができ、従つて、橋梁用溶接構造物ほか、ペントストック等の溶接構造用鋼板として好適である低降伏比高張力鋼板の製造方法に関する。

従来の技術

従来、70 ~ 80 kgf/mm²級橋梁用厚鋼板は、熱間圧延後、強制冷却することなく、室温まで冷却した後、焼入れ焼戻し処理して製造されており、降伏比は95%程度である。最近に至つて、制御圧延及び加速冷却の後、フェライト・オーステナイト2相域まで再加熱した後、焼入れ焼戻し処理することによつて、降伏比を85%程度まで下げた鋼板を製造する方法が提案されているが(佐藤ら、溶接学会論文集、第3巻第3号第589頁、(1985)、本発明者らは、制御冷却後、直接焼入

れ法にて急冷した後、焼戻し処理のみを施すことによつて、上記従来の方法と同程度又はそれ以上の低降伏比鋼板を製造し得ることを見出して、本発明に至つたものである。

近年、溶接構造用高張力鋼板の技術進歩は著しく、引張強さ100 kgf/mm²級まで実用化されつつあるが、橋梁関係においては、従来の70 kgf/mm²級及び80 kgf/mm²級鋼は、降伏比が高く、降伏後、破壊に至るまでの耐負荷が小さいために、隠れた安全性の点において必ずしも満足できるものではなく、従つて、橋梁用途においては、従来、80 kgf/mm²級高張力鋼板はその使用が極端に制限されている。しかしながら、橋梁の分野においても、鋼板の軽量化の要求は強く、隠れた安全性にすぐれる低降伏比の70 kgf/mm²級以上の高張力鋼板が要望されている。

冷延鋼板及び熱延鋼板においては、これら鋼板がフェライトと5~30%のマルテンサイト、場合によつては、ベイナイトや残留オーステナイトを含む組織をもつ点に特徴を有し、このマルテン

サイトの存在が降伏比を下げるために有効であることが古くから知られている。

本発明者らも、かかる考え方に基づいて、成分及び製造条件を広い範囲にわたって研究したところ、低降伏比は達成することができるものの、橋梁用構造材として具備しなければならない低遷移温度、高アツパースエルフエネルギー、溶接部の硬度分布、靱性等において致命的な欠陥を有することを見出した。特に、本発明者らは、靱性値劣化の原因が軟質のフェライトと硬質のマルテンサイトが粗く分散することにあることを見出し、かかる知見に基づいて、靱性にすぐれる低降伏比高張力鋼板を得るためには、可能な限りに微細で且つ所望の降伏比を得ることができる範囲内において、各相間の硬度の均質化を図ると共に、加熱温度の低減を図ることが有効であり、更に、NbやMoの添加が微細なベイナイト組織を形成するために有効であることを見出した。

問題点を解決するための手段

本発明による直接焼入れ焼戻し法による低降伏

比高張力鋼板の製造方法は、重量％で

C 0.05～0.2％、

Si 0.03～0.8％、

Mn 0.5～2.5％、

Al 0.01～0.1％、

Mo 0.1～0.5％、

Nb 0.01～0.05％、

残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼を未再結晶オーステナイト域において圧下率30％以上に加工した後、10℃/秒以上の冷却速度にて冷却して、直接焼入れし、次いで、300℃から700℃の範囲で焼戻し処理を施して、降伏比80～90％、引張強さ70kgf/mm²以上の低降伏比高張力鋼板を製造することと特徴とする。

先ず、本発明において化学成分を限定する理由を説明する。

Cは、強度の確保に有効であり、そのためには少なくとも0.05％の添加を必要とするが、0.2％を越えて過多に添加するときは、靱性の劣化を招くので、C量は0.05～0.2％の範囲とする。

Siは、圧延終了後のオーステナイトの変態過程において、残留するオーステナイト相へのCの濃縮を促進し、急速冷却時に所要の変態相を得るのに有効に作用し、このように、組織制御に有効である。このような効果を有効に発揮させるためには、少なくとも0.03％の添加を必要とするが、過多に添加するときは、靱性の劣化を招くので、添加量の上限は0.8％とする。

Mnも、Siと同様に組織制御に有効であつて、少なくとも0.5％の添加を必要とするが、過多に添加するときは、バンド状組織を形成して、C方向及びZ方向の靱性の劣化を招くので、添加量の上限は2.5％とする。

Alは、鋼の脱酸のために0.01％以上を添加することが必要であるが、0.1％を越えて過多に添加してしも、脱酸剤としての効果が飽和する。従つて、Alの添加量は0.01～0.1％の範囲とする。

Moは、ベイナイト組織の形成及び靱性値の向上に有効であり、かかる効果を有効に得るために、

本発明においては、0.1％以上を添加する。しかし、0.5％を越えて過多に添加しても、上記効果が飽和するので、添加量の上限は0.5％とする。

Nbは、オーステナイト粒を微細化し、未再結晶圧延領域を拡大して、ベイナイト組織の微細化によつて強度を向上させる効果を有する。かかる効果を有効に得るためには、少なくとも0.01％を添加することが必要である。しかし、過多に添加しても、効果が飽和するので、添加量の上限は0.05％とする。

本発明においては、鋼は上記した元素に加えて、

Ni 0.3～1.5％、

Cu 0.3～1.5％、及び

Cr 0.3～1.5％

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素することができ、

Ni及びCuは、鋼の溶接性と靱性の向上に効果を有し、この効果を有効に得るためには、少なくとも0.3％を添加することが必要である。しかし、過多に添加しても、いずれの元素もその効果

が飽和するので、添加量の上限は、それぞれの元素について1.5%とする。

Crは、前記した組織制御と強度向上に有効であり、そのために0.3%以上を添加する必要があるが、1.5%を越えて過剰に添加しても、その効果が飽和するので、添加量の上限は1.5%とする。

更に、本発明においては、鋼は、上記した元素と共に、又はそれらとは独立して、

Ti 0.01~0.05%、及び

B 0.0005~0.003%

を含有することができる。

Bは、組織制御と強度向上に有効であり、この効果を有効に得るためには、0.0005%以上を添加する必要があるが、0.003%を越えて過剰に添加しても、効果が飽和する。

Tiは、鋼中のNを固定して、Bの上記効果を有効に活用するために必要な元素であつて、そのためには少なくとも0.01%を添加することが必要である。しかし、過剰に添加しても、上記効果が飽和するので、添加量の上限は0.05%とする。

次いで、本発明においては、直接焼入れする。橋梁に用いられる鋼材の板厚は、通常、10~50mm程度であり、特に、15~30mmの範囲が最も多い。厚板工場における直接焼入れ装置は、水量制御等によつて広い範囲の冷却速度が得られるように設計されているものの、多くは、通板板厚によつて決定される。しかしながら、できるだけ低成分系で直接焼入れ後の強度を得ることがコスト的に有利であるので、できる限り速い速度で冷却し、焼入れ後の強度を高くしておくのが有利である。このために、本発明においては、冷却速度を10℃/秒以上とする。

次いで、本発明の方法によれば、かかる熱延鋼板を300~700℃の範囲で焼戻し処理を行なう。焼戻し温度が300℃よりも低いときは、特に、処理前の降伏比が低い場合、焼戻し処理によつて、降伏比が80%以下となるので、所要の特性を得ることができない。

第1表にその化学成分を示す鋼B及び鋼Kを用いて、これらをそれぞれ1000℃に加熱し、8

TiはBと共に併用することが必要である。

本発明による低降伏比高張力鋼板の製造方法は、上記した化学成分を有する鋼を未再結晶オーステナイト域において圧下率30%以上に加工した後、10℃/秒以上の冷却速度にて冷却して、直接焼入れし、次いで、300℃から700℃の範囲で焼戻し処理を施すものである。

本発明の方法においては、先ず、鋼の熱間圧延に際して、鋼スラブの加熱温度は、900~1150℃の範囲が好ましい。特に、低温域で加熱するとき、オーステナイト粒が微細となつて、変態後に微細な組織を得ることができ、かくして、靱性の向上を得ることができる。従つて、圧延機の能力にもよるが、仕上温度が確保される範囲内で低温に加熱することが好ましい。また、オーステナイト粒の微細化及びオーステナイト粒内への変形帯の導入は、変態後の組織を微細化し、靱性の向上に有効であるので、本発明においては、未再結晶域にて30%以上の圧下を行なうことが必要である。

50℃以下の圧下率50%、仕上温度780℃、冷却速度40℃/秒で20mm厚の厚鋼板を製造し、これら鋼板について、その焼戻し温度を種々に変えた場合の機械的性質を第1図に示す。焼戻し温度が300℃よりも低いときは、降伏比は母材のそれと殆ど変わらず、約70%と低い値である。しかし、焼戻し温度が300~700℃の範囲であるとき、目標とする降伏比80~90%を得ることができ、かつ、降伏点伸びも生じている。

他方、焼戻し温度が700℃を越えるときは、フェライト・オーステナイト2相域に入り、冷却条件や成分によつては、焼戻し後にフェライト・マルテンサイト組織を生じて、降伏点の低下及び引張強さの減少や、或いは反対にこれらの増大が認められ、更に、これらが変化しない場合も認められ、得られる鋼板の性質が安定しない。

焼戻し温度が前記したように、300~700℃の範囲であるときは、成分によつて僅かの変化は認められるが、しかし、焼戻し温度をT℃とするとき、引張強さの減少量は $\Delta TS = 0.35 \times T$

で得られ、降伏比が上昇する。

発明の効果

以上のように、本発明の方法によれば、鋼板を再加熱とその後の焼入れ焼戻し処理によらずして、制御冷却後、直接焼入れ法にて急冷し、次いで、焼戻し処理のみを施すことによつて、従来の方法と等程度又はそれ以上の低降伏比を有する高張力鋼板を得ることができる。

実施例

以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。

第1表に示す化学成分を有する鋼からなる100mm厚のスラブを900℃から1150℃の範囲の種々の温度に加熱し、厚さ20mmの鋼板に仕上げた。仕上げ温度は800℃を目標として、殆どの場合、その付近の温度で仕上げたが、スラブ加熱温度が900℃のときは、仕上げ温度は770℃程度とした。また、いずれの場合も、900℃以下での圧下率は50%以上とした。

鋼種	化 学 成 分 (重量%)														備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Mo	Cr	Co	Fe	As	Se	B	
A	0.10	0.33	1.80	0.015	0.004	0.028	0.022	0.15	—	—	—	—	—	—	発明例
B	0.15	0.20	1.40	0.013	0.006	0.035	0.025	0.20	0.60	—	—	—	—	—	
C	0.08	0.51	1.65	0.018	0.003	0.025	0.038	0.18	—	0.55	—	—	—	—	
D	0.12	0.28	1.20	0.011	0.005	0.033	0.020	0.40	—	—	0.80	—	—	—	
E	0.09	0.30	1.35	0.016	0.004	0.032	0.046	0.20	0.50	0.60	—	—	—	—	
F	0.18	0.50	1.13	0.020	0.003	0.042	0.030	0.18	—	0.50	0.80	—	—	—	
G	0.07	0.08	1.50	0.023	0.004	0.029	0.035	0.25	—	—	—	0.015	0.0012	—	
H	0.14	0.39	1.18	0.016	0.002	0.022	0.028	0.33	0.55	—	—	0.020	0.0020	—	
I	0.06	0.25	1.58	0.012	0.006	0.034	0.021	0.23	—	0.85	—	0.012	0.0025	—	
J	0.18	0.35	1.58	0.009	0.004	0.038	0.025	0.33	—	—	0.95	0.025	0.0015	—	
K	0.06	0.25	1.60	0.014	0.005	0.028	0.020	0.25	1.0	0.70	—	0.018	0.0020	—	
L	0.07	0.30	1.04	0.020	0.003	0.029	0.033	0.22	0.70	—	0.75	0.022	0.0009	—	
M	0.06	0.25	1.38	0.013	0.003	0.035	0.040	0.30	—	0.50	0.58	0.030	0.0012	—	
N	0.06	0.28	1.55	0.018	0.002	0.034	0.025	—	—	—	—	—	—	—	比較例
O	0.24	0.20	1.08	0.023	0.004	0.029	0.033	—	0.51	0.29	0.40	—	—	—	
P	0.13	0.35	1.29	0.013	0.004	0.025	0.020	—	0.25	0.50	0.60	0.015	0.0065	—	

(注) * 発明例とは化学成分が本発明において規定する範囲にある鋼をいい、比較例とは化学成分が本発明において規定する範囲にない鋼をいう。

第 2 表

鋼種	番号	加熱温度 (℃)	焼戻温度 (℃)	機械的性質						備考
				T S [*] (kgf/mm ²)	E L [*] (%)	Y R [*] (%)	降伏点伸び ^{**} (%)	伸び ^{**} (%)	v E s ^{**} (kgf-m)	
A	1	1000	600	74.2	27.0	85.3	1.2	-100	9.0	発明法
B	2	1000	—	108.2	19.0	68.0	0	-50	6.3	比較法
B	3	1000	530	87.0	23.4	85.5	0.7	-70	8.5	発明法
B	4	1000	660	83.5	25.2	88.0	1.2	-80	9.0	
C	5	900	550	75.2	26.3	83.4	0.6	-85	8.5	
D	6	1100	650	73.5	27.4	88.5	1.5	-90	9.2	
E	7	1050	600	82.0	25.6	84.6	1.0	-75	10.3	
F	8	1150	500	88.5	22.7	82.4	0.8	-70	7.9	
G	9	1000	600	79.0	25.5	86.2	1.2	-90	8.5	
H	10	950	550	85.4	24.3	83.0	1.4	-80	8.9	
I	11	1000	620	76.3	26.9	82.9	1.0	-100	7.4	
J	12	1100	650	86.2	24.0	86.5	1.7	-85	7.9	
K	13	1000	—	96.5	21.2	71.1	0	-55	6.6	比較法
K	14	1000	400	89.0	22.9	81.5	0.6	-75	7.5	発明法
K	15	1000	600	78.0	26.5	88.0	1.1	-85	8.2	
K	16	1000	700	71.6	28.2	89.0	1.5	-100	9.5	
L	17	1000	500	80.2	26.4	82.8	0.8	-90	9.0	
M	18	1000	400	79.4	25.5	80.7	0.6	-85	9.0	
N	19	1000	600	68.9	28.0	86.0	1.3	-20	5.5	比較法
O	20	1000	600	79.5	26.0	88.0	1.5	-35	6.5	
P	21	1000	600	68.5	27.5	86.2	1.3	-30	6.0	

(注) * 7mm径、CL=30mm、L方向

** JIS 4号試験片、C方向

熱間圧延終了後、40℃/秒の冷却速度にて室温まで冷却し、種々の温度で1時間保持した後、空冷する焼戻し処理を行なった。

このようにして得られた鋼板の機械的性質を第2表に示す。

比較鋼2及び13は、本発明が規定する範囲の化学成分を有するが、焼戻し処理をしていないために、いずれも降伏比が約70%である。比較鋼19及び21は、Moを含まないために、靱性が著しく低く、また、引張強さも低い。比較鋼20はMoを含まない反面、Cを過多に含んでおり、靱性が著しく低い。

これに対して、本発明による鋼は、引張強さ70kgf/mm²以上、低降伏比であつて、しかも、靱性にすぐれることが明らかである。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、本発明において規定する化学成分を有する鋼スラブを低温加熱し、制御冷却し、冷却速度40℃/秒にて直接焼入れして得られた鋼板について、焼戻し温度と得られる機械的性質との

関係を示すグラフである。

特許出願人 株式会社神戸製鋼所
代理人 弁理士 牧 野 逸 郎

第 1 図

